

BEST AVAILABLE COPY

IFW

**IN THE UNITED STATES PATENT
AND TRADEMARK OFFICE**

Serial No. : 10/790,931
Applicants : Takemori TAKAYAMA et al.
Filed : March 1, 2004
For : ROLLING ELEMENT AND METHOD
OF PRODUCING THE SAME
Art Unit : 1742
Examiner : Deborah YEE
Docket No. : 04005/HG
Confirm. No.: 3234
Customer No.: 01933

SUBMISSION OF PUBLICATION

Commissioner for Patents
P.O. Box 1450
Alexandria, VA 22313-1450

MAIL STOP AMENDMENT

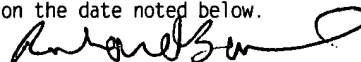
S I R :

Submitted for the Examiner's convenience is an English language translation of the HEAT TREATMENT OF STEEL (5th Edition), March 15, 2005 pages 44 to 46 and 110. The Japanese text of the abovesaid publication was submitted in the INFORMATION DISCLOSURE STATEMENT dated March 1, 2004, wherein it was considered and made of record.

Frishauf, Holtz, Goodman
& Chick, P.C.
220 Fifth Avenue, 16th Fl.
New York, NY 10001-7708
Tel. Nos. (212) 319-4900
(212) 319-4551/Ext. 219
Fax No.: (212) 319-5101

CERTIFICATE OF MAILING


I hereby certify this correspondence is being deposited with the United States Postal Service with sufficient postage as First Class mail in an envelope addressed to:
MAIL STOP AMENDMENT
Commissioner for Patents,
P.O. Box 1450
Alexandria, VA 22313-1450
on the date noted below.


Attorney: Richard S. Barth

Dated: August 2, 2006

In the event that this Paper is late filed, and the necessary petition for extension of time is not filed concurrently herewith, please consider this as a Petition for the requisite extension of time, and to the extent not tendered by check attached hereto, authorization to charge the extension fee, or any other fee required in connection with this Paper, to Account No. 06-1378.

Respectfully submitted,



Richard S. Barth
Reg. No. 28,180



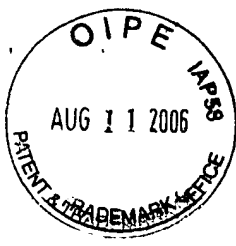
HEAT TREATMENT OF STEEL

(5 th EDITION)

Edited by: The Iron and Steel Institute of Japan

Publication Office: Maruzen Co., Ltd.

March 15, 1985



HEAT TREATMENT OF STEEL

c. Coarsening annealing

If full annealing is applied to low-carbon steel, it becomes too soft and is therefore liable to the so-called "gouges" under normal cutting conditions. To ensure good machinability, it is better to heat low-carbon steel to high temperature thereby coarsening crystal grains. This technique is distinguished from full annealing by calling it "coarsening annealing (Grobkornglühen)" or "high temperature annealing (Hochglühen)". In coarsening annealing, heating temperature ranges from 950 to 1100°C and the degree of coarsening is preferably intermediate between fine-grained steel and coarse-grained steel, that is, within the range of Grain Nos. 4 to 6.

d. Points to notice in phase transformation annealing

When hypereutectoid steel is annealed at excessively high annealing temperature, excessively solid-dissolved carbide preferentially precipitates in an austenite grain boundary in subsequent cooling, so that the so-called network carbide is likely to be created. Generally, with higher annealing temperature, oxidization, decarburization or surface roughing are more likely to occur on the surface of the steel. Therefore, temperature higher than necessary and prolonged holding time have to be avoided. Steels especially containing Mo or Si tend to cause decarburization and are therefore desirably heated in ambient atmosphere. Box annealing is preferable for relatively small-sized steel parts such as tool steel. Use of cast iron shavings and pitch cokes in combination with burnt lime powder as a filler causes carburization in some cases and therefore attention should be paid. For annealing processed articles such as plates and wire rods, bright annealing that utilizes ambient atmosphere and vacuum annealing are practically used.

2.1.3 Softening annealing

A special type of annealing is necessary where satisfactory softness cannot be achieved by full annealing applied, for instance, to some carbon tool steels or alloy tool steels or where more improved machinability is required for

steel in order that the steel is subjected to high-speed cutting. This is called "softening annealing". The most effective technique for softening is such that the lamellar structure of pearlite is broken to spheroidize carbide and disperse it on a ferrite substrate. The heat treatment of this type is called "spheroidizing annealing".

The degree of softening varies depending on the distribution and shape of carbide. As carbide particles decrease in number and become coarser, the degree of softening increases. Compared to the hardness of the lamellar pearlite obtained by full annealing, the spheroidal structure is certainly softer but the difference between them in hardness is not noticeable. However, in view of machinability, there is a significant difference between them.

a. Methods of spheroidizing

Spheroidizing is performed with any of the following methods:

(a) Holding at a temperature just below the point A_1 is done for a long period of time.

(b) Heating to a temperature just above the point A_1 and cooling to a temperature just below the point A_1 are repeated.

(c) After heating to a temperature just above the point A_1 or a temperature intermediate between the points A_1 and A_{cm} , furnace cooling is very slowly done or alternatively holding at a temperature just below the point A_1 is done.

(d) After heating to the lowest temperature that allows solid dissolving of carbide and cooling at a proper speed for the purpose of preventing reprecipitation of network carbide, reheating is done according to the method (a) or (b).

The method (a) is mainly applied to spheroidizing of quench-hardened or cold-worked steels. Higher heating temperature is more preferable for the method (a). However, areas where network carbide originally exists cannot be spheroidized with this method (a).

The method (b) is the most suitable for hypoeutectoid steel because it spheroidizes hypoeutectoid steel within the shortest time. Incidentally, carbide tends to consistently become spheroidal to minimize interfacial energy.

Therefore, steels have different solubilities depending on their curvature radii if they have an irregular surface, and steels having smaller curvature are more solid-soluble. If such steels are heated to a temperature equal to or higher than the point A_1 , solid dissolving progresses in part, so that the lamellar carbide is segmentalized. The portions which were solid dissolved at the time of cooling precipitate again on the surface of residual carbide so that spheroidizing is further expedited. In hypoeutectoid steel, if heating temperature is too high, precipitation cores will vanish so that spheroidizing becomes difficult. The slower the cooling speed is, the better. Although the desirable cooling speed for low carbon steel is $1^\circ\text{C}/\text{min}$ or less, low carbon steel can be spheroidized in relatively high-speed cooling with increasing amounts of C. When the repetition number of heating/cooling is 1, the size of carbide varies although appreciable quantities of fine carbide are included. When the repetition number of heating/cooling is 3 in the case of hypoeutectoid steel and eutectoid steel and 2 in the case of hypereutectoid steel, carbide particles become uniform and therefore the purpose can be accomplished to a satisfactory extent. Fig. 2.7¹⁴⁾ shows the relationship between the repetition number and hardness in spheroidizing annealing of 0.7% C steel.

The method (c) is often used because of its simple process and relatively quick spheroidizing, but is likely to create pearlite in the case of low carbon steel. In the method (c), although the annealing operation does not substantially differ from that of full annealing, the cooling speed when temperature passes through the point A_1 needs to be further lowered or holding at a temperature just below the point A_1 needs to be performed for a long time. Fig. 2.8¹⁵⁾ shows the relationship between annealing conditions and the structures obtained in annealing of a 1.19% C steel. In this figure, holding temperature equal to or lower than the point A_1 is plotted as abscissa. Sorbite structures are created in the region on the right of SS' . Mixed structures composed of spheroidized, layered and sorbite structures are created in the regions of $GG'S'SL'CLG$. Spheroidizing occurs only on the left side of the line GG' . In the region above the line NN' , first cementite precipitates in a net-like

form. In the case of hypereutectoid steel, as annealing temperature is closer to the point A_{cm} , fine carbide is more likely to be solid-dissolved and reprecipitated around large carbide particles, so that coarse carbide is easily formed. As discussed earlier, in the case of hypoeutectoid, as temperature rises, austenite becomes uniform so that the number of carbide cores decreases with increasing difficulties in spheroidizing. In any types of steel, spheroidizing can be expedited by once preheating to a temperature just below the point A_1 before heating ¹⁷⁾. Fig. 2.9¹⁸⁾ shows the optimum range of heating temperature for carbon steel.

The method (d) is suited for obtaining a fine spheroidal structure in a good dispersive condition, but the speed of spheroidizing is slow. According to this method, heating to the point Ac_2 or A_{cm} or more is firstly done. Then, rapid cooling is done in order to prevent formation of coarse pearlite and network carbide. Air cooling is usually done but oil cooling or water cooling is employed in some cases because the martensite structure is the mostly easily spheroidized. In slow cooling, coarse ferrite is created particularly when low carbon steel is cooled and this causes a cementite distribution that is non-uniform as a whole. Therefore, what is important is to perform rapid cooling thereby expediting grain refinement. Fig. 2.10¹⁹⁾ shows a structure obtained through a process in which a 1.20% C steel is twice annealed at 720°C for 5 hours after water-cooled from 1000°C.

Addition of alloy elements delays spheroidizing, but its influence is not necessarily coincident with the inclination of carbide formation ²⁰⁾. The effect of V is the most significant next to Cr. Co also has the remarkable function of delaying spheroidizing.

b. Influence of processing

When carbide is distorted, its solid solubility increases and therefore it can be more easily spheroidized even at low temperatures. If the lamellar structure is broken by processing, this tendency becomes more noticeable. Fig. 2-11¹⁹⁾ shows how spheroidizing of cementite proceeds when a 0.65% C

steel is annealed at 650°C for 1 hour after 60% cold-rolled.

Generally, cold working is difficult to apply to other materials than plates and wire rods. Good results can be achieved ²¹⁾ by using hot work and the method (b) in combination. In addition, when processing is applied at a temperature just below the point A1, spheroidizing progresses rapidly. The reason for this is thought to be acceleration of dispersion caused by introduction of lattice imperfection²²⁾.

c. Spheroidal structure and machinability

When steel has a spheroidal structure, it exhibits the lowest cutting resistance. The structure of steel is the most important factor for determining cutting speed and the service life of the tool particularly in high-speed cutting. Fig. 2.12²³⁾ shows the influence of the structure of an AISI 4140 steel upon machinability where various kinds of heat treatments are applied to it. The factor that determines machinability also relates to the quality of the cut surface. The spheroidal structure is poor in this respect and therefore rather suited for rough processing.

d. The application range of spheroidizing annealing

Carbon steels to which the spheroidizing treatment process is applicable mainly contain 0.5 to 1.5% C. Carbon steels containing 0.5% C or less becomes too soft and is rather impaired in machinability after spheroidizing. It is therefore better to apply coarsening annealing or normalizing.

Generally, spheroidizing is more difficult to apply to low carbon steels containing less amounts of carbon. On the other hand, some high-alloy steels such as hot work die steel and high-speed steel are liable to spheroidizing and can be made into a spheroidal structure by normal annealing.

Spheroidizing is sometimes applied as a pretreatment for quenching. In this case, not only prevention of quench cracks and a reduction in quench distortion but also the effect of improving toughness can be achieved. To this end, it is better to make carbide particles small and uniformly distribute them. Coarse carbide leads to poor hardenability. In addition, if network carbide exists, the mechanical properties will degrade after quenching and therefore

such tissues should be removed beforehand by spheroidizing annealing. To obviate the annealing step, it is conceivable to perform quenching after network carbide has been solid-dissolved in the austenite by heating to a temperature equal to or higher than the point A_{cm} . This technique however entails coarsening of crystal grains and an increase in the possibility of quench cracks. Further, residual austenite increases with the result that quench hardness decreases by contraries.

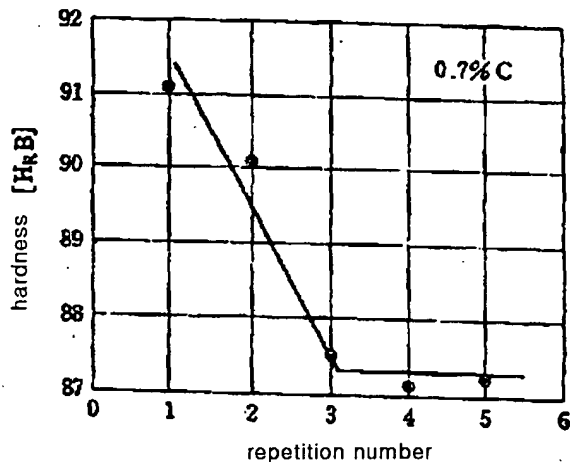
Since spheroidizing annealing also increases the workability of steel to a considerable extent in cold rolling and cold wire drawing, it is frequently utilized as a pretreatment for cold working.

2.1.4 Stress relief annealing, bluing

a. Stress relief annealing

When steel is forged, cold-worked, welded, cast or cooled down from high temperature, a big residual stress occurs within the steel. Mechanical properties are improved by eliminating such a stress or, alternatively, slow cooling is done after heating to an appropriate temperature equal to or lower than the transformation point in order to prevent age-deformation. This process is called "stress relief annealing" or "straightening annealing". Although the term "low temperature annealing" has substantially the same meaning, it should be primarily construed as heating to a temperature equal to or lower than the recrystallization temperature.

Heating temperature is not constant but varies depending on the degree of stress and the types of steel. However, heating to a temperature equal to or higher than the transformation point is not required because essential changes in tissues are unnecessary, so that low temperature annealing less susceptible to oxidization and decarburization is enough to accomplish the purpose. However, the stress vanishes in a shorter time as the temperature of annealing is higher.



One cycle in the spheroidizing treatment process

- (1) 700 → 760°C (temperature increases at a rate of 1°C/min)
- (2) holding at 760°C for 15 min.
- (3) 760 → 700°C (temperature decreases at a rate of 1°C/min)
- (4) holding at 700°C for 30 min.

Fig.2.7 (b) The influence of the repetition number upon spheroidizing of carbide with the method (b)

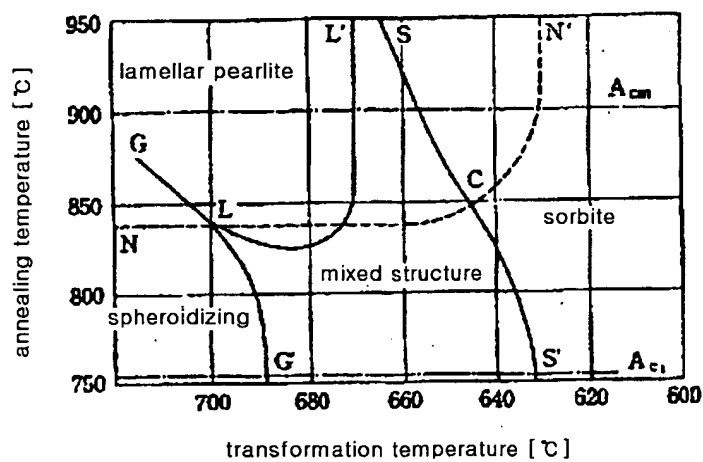


Fig. 2.8 Annealing conditions and microscopic structure (1.19% C steel)

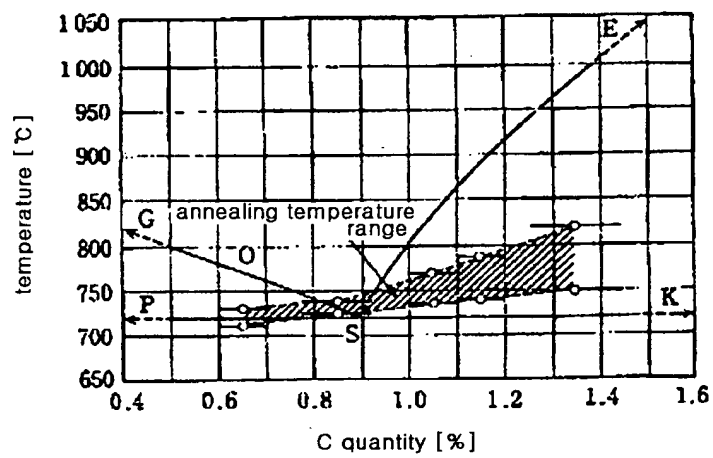
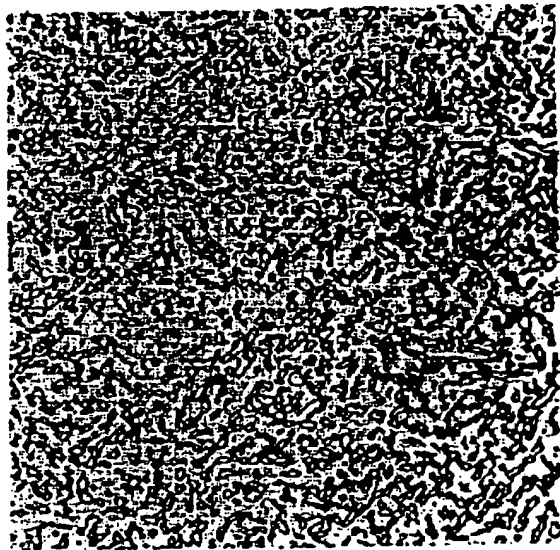
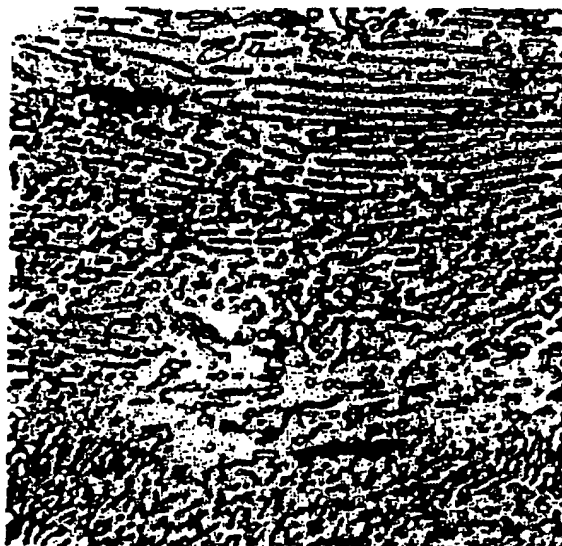


Fig. 2.9 Temperature range of softening annealing of 0.5 to 1.5% C steels in Fe-C series state diagram



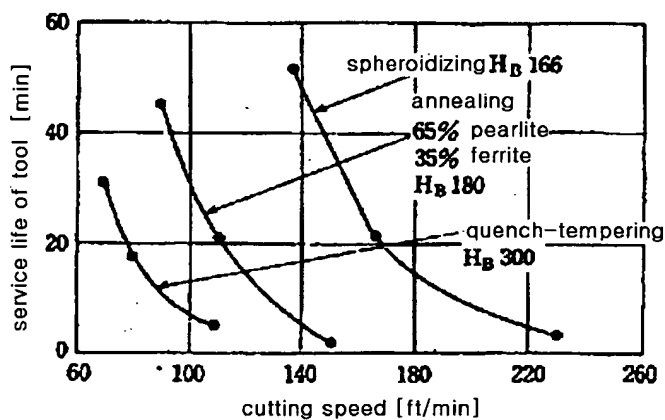
($\times 670 \times 4/5$)

Fig. 2.10 Spheroidal structure of a hypereutectoid steel (1.20% C, 0.31%Si, 0.46%Mn)
1000°C, 1hr water cooling; 720°C, 5hr furnace cooling twice



($\times 720 \times 4/5$)

Fig. 2.11 Spheroidal structure of a cold-rolled carbon steel (0.65% C, 0.26% Si, 0.21% Mn)



Feed: 0.009 in/rotation, tool, high-speed steel
 quench-tempering: 840°C oil cooling, 580°C tempering
 annealing: furnace cooling from 840°C to 680°C is done followed by holding/air cooling for 5 hours
 spheroidizing: furnace cooling from 750°C to 680°C is done followed by holding/air cooling for 9 hours

Fig. 2.12 The relationship between the structure of a 4140 steel and machinability

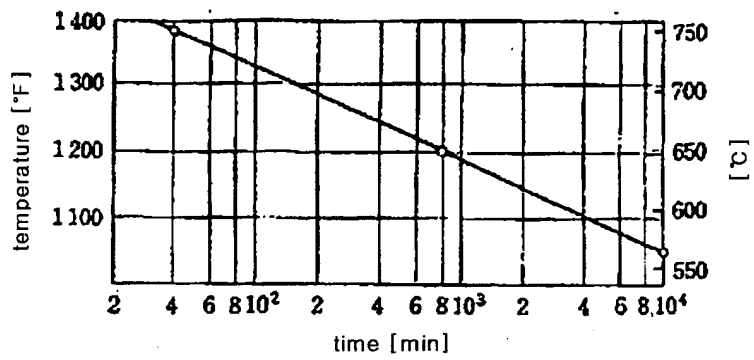


Fig. 2.13 The relationship between the temperature and time required for completely eliminating the stress of a cast carbon steel part

Fig.2.38 Induction-hardened steels made in Japan

types of steel	chemical components [%]							
	C	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Si
carbon steel	0.35~0.45	0.6~0.9	<0.04	<0.05	—	—	—	0.3
	0.45~0.50	0.6~0.9	<0.04	<0.05	—	—	—	0.3
medium Mn steel	0.45~0.55	0.7~1.05	<0.04	<0.05	—	<0.25	—	0.3
	0.35~0.45	0.6~1.90	<0.04	<0.05	—	—	—	0.3
	0.45~0.50	1.6~1.90	<0.04	<0.05	—	—	—	0.3
Ni-Cr-Mo steel	0.35~0.45	0.5~0.8	<0.04	<0.04	1.25~1.85	0.7~0.9	0.15~0.25	0.3
Ni-Cr steel	0.35~0.40	0.6~0.9	<0.04	<0.04	1.10~1.50	0.7~0.9	—	—
	0.32~0.38	0.3~0.5	<0.02	<0.03	2.50~3.0	0.8~1.0	—	—
Cr-Mo steel	0.35~0.45	0.5~0.8	<0.04	<0.04	—	0.8~1.1	0.15~0.25	—

Fig. 2.39 Induction-hardened steels made in USA

types of steel	chemical components [%]					
	C	Mn	Cr	Mo	Ni	V
1035	0.32~0.38	0.60~0.90	—	—	—	—
1040	0.37~0.44	0.60~0.90	—	—	—	—
1045	0.43~0.50	0.60~0.90	—	—	—	—
1050	0.48~0.55	0.60~0.90	—	—	—	—
1330	0.28~0.33	1.60~1.90	—	—	—	—
1335	0.33~0.38	1.60~1.90	—	—	—	—
1340	0.38~0.43	1.60~1.90	—	—	—	—
2335	0.33~0.38	0.60~0.80	—	—	3.25~3.75	—
2340	0.38~0.43	0.70~0.90	—	—	3.25~3.75	—
2345	0.43~0.48	0.70~0.90	—	—	3.25~3.75	—
2350	0.48~0.53	0.70~0.90	—	—	3.25~3.75	—
3130	0.28~0.33	0.60~0.80	0.55~0.75	—	1.10~1.40	—
3135	0.33~0.38	0.60~0.80	0.55~0.75	—	1.10~1.40	—
3140	0.38~0.43	0.70~0.90	0.55~0.75	—	1.10~1.40	—
4137	0.35~0.40	0.70~0.90	0.80~1.10	0.15~0.25	—	—
4140	0.38~0.43	0.75~1.00	0.80~1.10	0.15~0.25	—	—
4150	0.48~0.53	0.75~1.00	0.80~1.10	0.15~0.25	—	—
5140	0.38~0.43	0.70~0.90	0.70~0.90	—	—	—
5150	0.48~0.53	0.70~0.90	0.70~0.90	—	—	>0.15
6135	0.33~0.38	0.60~0.90	0.80~1.00	—	—	>0.15
6140	0.38~0.43	0.60~0.90	0.80~1.10	—	—	>1.15
6150	0.48~0.53	0.70~0.90	0.80~1.10	—	—	—
8635	0.33~0.38	0.75~1.00	0.40~0.60	0.15~0.25	—	—
8640	0.38~0.43	0.75~1.00	0.40~0.60	0.15~0.25	—	—
8650	0.48~0.53	0.75~1.00	0.40~0.60	0.15~0.25	—	—

e. 結晶粒粗大化焼なまし 低炭素鋼に完全焼なましを行なうとやわらかくなりすぎて、通常の切削条件ではいわゆる“むしれ”を生ずることが多い。そのような場合は高温に加熱して結晶粒を粗大化させる方が被削性がよくなるので、これを結晶粒粗大化焼なまし (Grob-kornglühen)、あるいは高温焼なまし⁶⁾ (Hochglühen)と呼んで、完全焼なましと区別する場合がある。加熱温度は950~1100°Cの範囲とするが、粗粒化の程度は細粒鋼と粗粒鋼の中間がよく、粒度番号で4~6の範囲である。

d. 変態焼なましにおける注意事項 過共析鋼では、焼なまし温度が高すぎると、過剰に固溶した炭化物がその後の冷却に際してオーステナイト結晶粒界に優先析出し、いわゆる網目状炭化物を形成しやすい。また一般に温度が高いほど、鋼の表面に酸化、脱炭、あるいははだ荒れを生じやすい。従って必要以上に温度を高くしたり、保持時間を長くするようなことは避けなければならない。MoやSiを含む鋼は特に脱炭をおこしやすいので、雰囲気中で加熱することが望ましい。工具鋼などで比較的形状の小さいものには、箱焼なましが便利である。充てん剤としては、鑄鉄の削り屑やピッチークスなどを焼石灰粉と混合して使用する方が、場合によっては浸炭することもあるので注意しなければならない。板、線材など加工品の焼なましには、雰囲気を利用した光輝焼なましのほか、真空焼なましも実用される。

2.1.3 軟化焼なまし

一部の炭素工具鋼や合金工具鋼のように、完全焼なましでは十分に軟化の目的が達せられないか、あるいは高速切削を行なうために一層の被削性が要求される場合には特別な焼なましが必要であり、これを軟化焼なましという。軟化させるには、パーライトの層状組織を破壊して炭化物を球状化させ、フェライト地に分散させる方法が最も有効である。従ってこの種の熱処理を特に球状化焼なましともいう。

軟化の程度は炭化物の分布と形状によって異なり、数が少なく、かつ粗大であるほどやわらかい。これを完全焼なましにおける層状パーライトのかたとと比較すると、球状化組織の方がやわらかいことは確かであるが、その差は余り顕著でない。しかし被削性の観点からは、両者の間に大きな相違がみられる。

a. 球状化の方法 球状化の操作は、下記のいずれかの方法によって行なわれる。

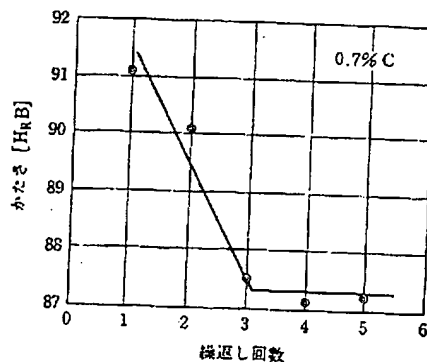
- (a) A_1 点直下の温度で長時間保持する。
- (b) A_1 点直上直下の温度で加熱冷却を繰返す。

(c) A_1 点直上または A_1 と A_{cm} の間の温度に加熱した後、非常にゆっくり炉冷するかまたは A_1 点直下の温度に保持する。

(d) 炭化物が固溶しうる最低温度に加熱し、網目状炭化物の再析出を防ぐために適当な速度で冷却してから、(a) または (b) の方法に従って再加熱を行なう。

(a) の方法は主として焼入れまたは冷間加工された鋼の球状化に適用されるもので、加熱温度が高いほどよい。しかしこの方法では網目状炭化物が初めから存在すると、その部分は球状化することができない。

(b) は亜共析鋼に最適で、最も早く球状化する。炭化物は界面エネルギーを最小にするために、常に球状になろうとする傾向をもつ。従って表面に凹凸がある場合はその曲率半径によって溶解度を異にし、曲率の小さいものは固溶しやすい。そこでこれを A_1 点以上の温度に加熱すると部分的に固溶が進行し、それによって層状炭化物が分断される。冷却に際して固溶した部分は再び残留炭化物の表面に析出し、一層球状化が促進される。亜共析鋼では、加熱温度が高すぎると炭化物の析出核が消失し、球状化が困難になる。冷却の際の速度は遅いほどよく、低炭素鋼では1°C/min以下が望ましいが、C量が多くなると比較的早い冷却でも球状化する。加熱冷却の繰返し回数は、1回だけでは炭化物の大きさがまちまちで、微細なものもかなり混在するが、亜共析鋼および共析鋼では3回、過共析鋼では2回の処理で均一になり、十分に目的を達することができる。図2.7¹⁰⁾に0.7% C鋼の球状化焼なましにおける繰返し回数とのかたさの関係を示した。



球状化処理における1サイクル

- (1) 700 → 760°C (1°C/min で上昇)
- (2) 760°C で15min 保持
- (3) 760 → 700°C (1°C/min で冷却)
- (4) 700°C で30min 保持

図2.7 (b)の方法による炭化物の球状化に及ぼす繰返し回数の影響

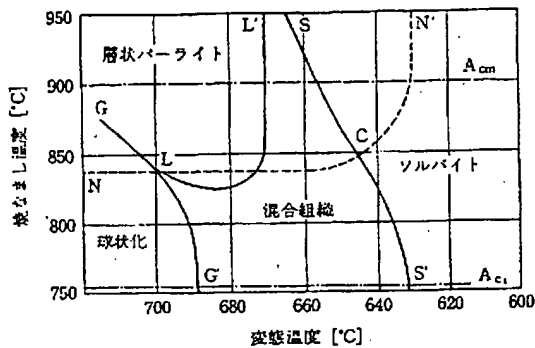


図 2・8 焼なまし条件と顕微鏡組織 (1.19% C 鋼)

(c) は処理が簡単で、球状化も比較的早いのでよく利用されるが、低炭素鋼ではパーライトを生じやすい。焼なましの操作は完全焼なましの場合と実質的に変わらないが、 A_1 点を通過する時の冷却速度をさらに遅くするか、あるいは、直下の温度で長時間保持することが必要である。図 2・8¹²⁾ は 1.19% C 鋼の焼なまし条件と得られる組織との関係を示したものである。横軸は A_1 点以下における保持温度を表わし、 SS' より右側ではソルバイト組織に、 $GG'S'SL'CLG$ の範囲では球状、層状およびソルバイトの混合組織になり、球状化がおこるのは GG' 線より左側の部分だけである。また NN' 線より上の部分では、初析セメンタイトが網目状に析出する。過共析鋼では焼なまし温度が A_{cm} に近いほど、微細な炭化物が固溶して大きな炭化物のまわりに再析出するので、粗大な炭化物を形成しやすい¹³⁾。一方亜共析鋼では、すでに述べたように温度が高くなるほどオーステナイトが均一化し、炭化物の核が減少するので球状化は困難になる。しかしいずれの鋼種でも、加熱に際して一たん A_1 点直下に予熱すると球状化が促進される¹⁷⁾。なお

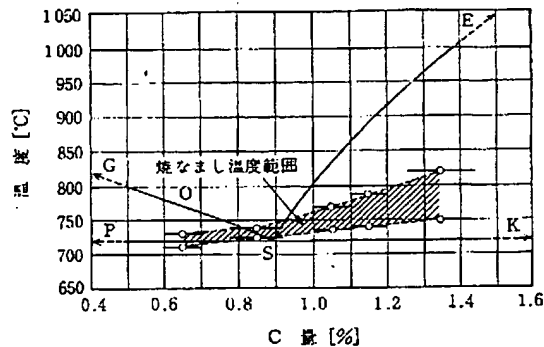
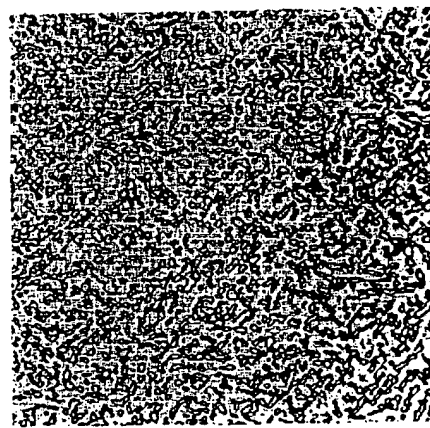


図 2・9 Fe-C 系状態図における 0.5~1.5% C 鋼の軟化焼なましの温度範囲

図 2・9¹⁸⁾ に炭素鋼に対する最適な加熱温度範囲を示した。

(d) の方法は、微細でしかも分散度のよい球状化組織を得るのに好適であるが、球状化の速度は遅い。まず初めに A_c 、または A_{cm} 以上に加熱した後、粗大パーライトや網目状炭化物の形成を防ぐために急冷を行なう。通常空冷とするが、マルテンサイト組織のものが最も球状化しやすいので、油冷あるいは水冷する場合もある。特に低炭素鋼では徐冷すると粗大なフェライトを生じ、全体としてセメンタイトの分布が不均一になるので、急冷して組織の微細化をはかることが大切である。図 2・10¹⁹⁾ は 1.20% C 鋼を 1000°C から水冷した後、720°C で 5 hr ずつ 2 回焼なましした場合の組織である。

合金元素が添加されると球状化は遅れる。しかしその影響は炭化物形成傾向とは必ずしも一致せず²⁰⁾、Cr の作用が最大で、V がこれに次ぐ。また Co も球状化を遅らせる作用が大きい。

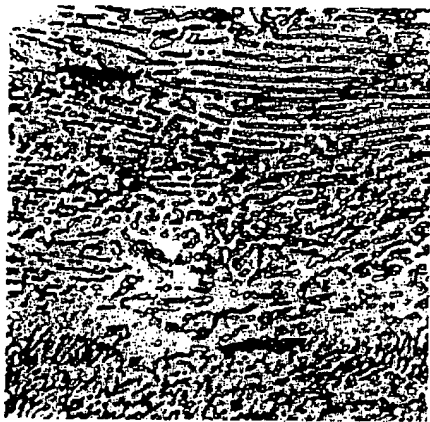


(×670×4/5)

図 2・10 過共析鋼 (1.20% C, 0.31% Si, 0.46% Mn) の球状化組織
1000°C, 1hr 水冷, 720°C, 5hr 2 回炉冷

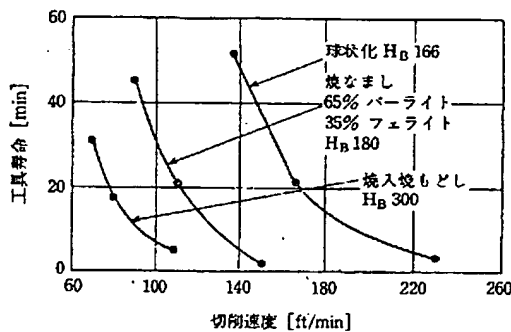
b. 加工の影響 炭化物はひずみを受けると固溶度が増すので、低温でも球状化しやすくなる。加工によって層状組織が破壊されれば、この傾向はさらに強くなる。図 2・11¹⁹⁾ は、0.65% C 鋼を 60% 冷間圧延した後 650°C で 1hr 焼なましした時、セメンタイトが球状化してゆく状況を示す。

しかし一般に冷間加工は板、線材など以外には適用しにくい。熱間加工と (b) の方法を組み合わせるとよい結果²¹⁾ が得られる。また A_1 点直下の温度で加工すると、急速に球状化が進行する。その原因は格子欠陥の導入による拡散の促進にある²²⁾ と考えられる。



(×720×4/5)

図 2・11 冷間圧延した炭素鋼 (0.65% C, 0.26% Si, 0.21% Mn) の球状化組織



送り, 0.009 in/回転, 工具, 高速度鋼
 焼入れ焼もどし: 840°C 油冷, 580°C 焼もどし
 焼なまし: 840°C より 680°C まで炉冷し 5hr 保持空冷
 球状化: 750°C より 680°C まで炉冷し 9hr 保持空冷

図 2・12 4140 鋼の組織と被削性の関係

c. 球状化組織と被削性 鋼は球状化組織の時, 切削抵抗が最も低い。特に高速切削においては, 鋼の組織が切削速度や工具寿命を決定する重要因子になる。図 2・12²³⁾は, AISI 4140 鋼に種々の熱処理を施した場合の被削性に及ぼす影響を示したものである。しかし, 被削性を決定する因子は切削面の良否にも関係し, 球状化組織はこの点で劣るので, むしろ荒加工に適している。

d. 球状化焼なましの適用範囲 球状化処理の対象となる鋼種は, 炭素鋼では主として 0.5~1.5% C の範囲内のものである。0.5% C 以下のものは球状化によってやわらかくなりすぎ, 返って被削性を損うので, すでに述べた結晶粒粗大化焼なましまたは焼ならしを行なう方がよい。

一般に低炭素鋼ほど球状化が困難であり, 一方熱間ダ

イス鋼や高速度鋼など一部の合金鋼のように, 球状化の傾向が強く, 通常の焼なましでも球状組織になるものもある。

球状化は焼入れの前処理として行なわれることがある。その場合は焼割れを防ぎ, 焼ひずみを減少させるほか, 靱性の向上にも効果がある。この目的のためには炭化物が小さく, 均一に分布しているほうがよく, 粗大な炭化物の場合は焼入れ性が低下する。また網目状炭化物が存在すると焼入れ後の機械的性質が悪化するので, このような組織は球状化焼なましによってあらかじめ除去しておかなければならない。焼なましの過程を省略するために, A_{cm} 以上の温度に加熱して網目状炭化物をオーステナイト中に固溶させてから焼入れることも考えられるが, そのような場合は結晶粒の粗大化をまねき, 焼割れを生じやすく, また残留オーステナイトがふえて焼入かたさは返って低下する。

球状化焼なましはまた冷間圧延や冷間線引きなどにおける加工性を著しく向上させるので, 冷間加工の前処理としても盛んに利用される。

2・1・4 応力除去焼なまし, ブルーイング

a. 応力除去焼なまし 鋼は鍛造, 冷間加工, 溶接, 鋳造あるいは高温からの急冷に際して, 内部に大きな残留応力を生ずる。これらの応力を除去して機械的性質を改善し, あるいは時効変形を防止するために変態点以下の適当な温度に加熱した後冷却する操作を, 応力除去焼なましあるいはひずみ取焼なましという。低温焼なましという用語もほとんど同じ意味で用いられることがあるが, この場合は主として再結晶温度以下の加熱と考えるべきである。

加熱温度は応力の程度や鋼種によって一定しないが, 組織の本質的な変更が要求されないで, 変態点以上の加熱を必要とせず, 酸化, 脱炭の恐れのない低温の焼なましで十分目的を達することができる。しかし, 応力は焼なましの温度が高いほど短時間で減少する。図

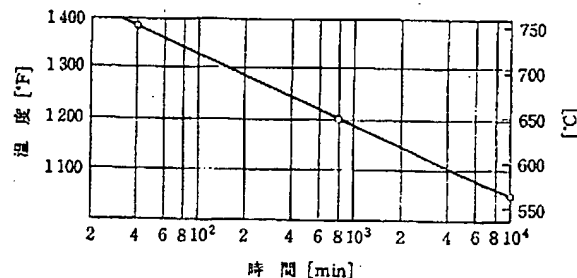


図 2・13 炭素鋼鋼品の応力を完全に除去するための温度と時間の関係

表 2・38 日本の高周波焼入鋼

鋼 種	化 学 成 分 [%]								
	C	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Si	Cu
炭 素 鋼	0.35~0.45	0.6~0.9	<0.04	<0.05	—	—	—	0.3	—
	0.45~0.50	0.6~0.9	<0.04	<0.05	—	—	—	0.3	—
中 Mn 鋼	0.45~0.55	0.7~1.05	<0.04	<0.05	—	<0.25	—	0.3	—
	0.35~0.45	0.6~1.90	<0.04	<0.05	—	—	—	0.3	—
	0.45~0.50	1.6~1.90	<0.04	<0.05	—	—	—	0.3	—
Ni-Cr-Mo鋼	0.35~0.45	0.5~0.8	<0.04	<0.04	1.25~1.85	0.7~0.9	0.15~0.25	0.3	—
Ni-Cr 鋼	0.35~0.40	0.6~0.9	<0.04	<0.04	1.10~1.50	0.7~0.9	—	—	—
	0.32~0.38	0.3~0.5	<0.02	<0.03	2.50~3.0	0.8~1.0	—	—	—
Cr-Mo 鋼	0.35~0.45	0.5~0.8	<0.04	<0.04	—	0.8~1.1	0.15~0.25	—	—

表 2・39 アメリカの高周波焼入鋼

鋼 種	化 学 成 分 [%]					
	C	Mn	Cr	Mo	Ni	V
1035	0.32~0.38	0.60~0.90	—	—	—	—
1040	0.37~0.44	0.60~0.90	—	—	—	—
1045	0.43~0.50	0.60~0.90	—	—	—	—
1050	0.48~0.55	0.60~0.90	—	—	—	—
1330	0.28~0.33	1.60~1.90	—	—	—	—
1335	0.33~0.38	1.60~1.90	—	—	—	—
1340	0.38~0.43	1.60~1.90	—	—	—	—
2335	0.33~0.38	0.60~0.80	—	—	3.25~3.75	—
2340	0.38~0.43	0.70~0.90	—	—	3.25~3.75	—
2345	0.43~0.48	0.70~0.90	—	—	3.25~3.75	—
2350	0.48~0.53	0.70~0.90	—	—	3.25~3.75	—
3130	0.28~0.33	0.60~0.80	0.55~0.75	—	1.10~1.40	—
3135	0.33~0.38	0.60~0.80	0.55~0.75	—	1.10~1.40	—
3140	0.38~0.43	0.70~0.90	0.55~0.75	—	1.10~1.40	—
4137	0.35~0.40	0.70~0.90	0.80~1.10	0.15~0.25	—	—
4140	0.38~0.43	0.75~1.00	0.80~1.10	0.15~0.25	—	—
4150	0.48~0.52	0.75~1.00	0.80~1.10	0.15~0.25	—	—
5140	0.38~0.43	0.70~0.90	0.70~0.90	—	—	—
5150	0.48~0.53	0.70~0.90	0.70~0.90	—	—	>0.15
6135	0.33~0.38	0.60~0.90	0.80~1.00	—	—	>0.15
6140	0.38~0.43	0.60~0.90	0.80~1.10	—	—	>1.15
6150	0.48~0.53	0.70~0.90	0.80~1.10	—	—	—
8635	0.33~0.38	0.75~1.00	0.40~0.60	0.15~0.25	—	—
8640	0.38~0.43	0.75~1.00	0.40~0.60	0.15~0.25	—	—
8650	0.48~0.53	0.75~1.00	0.40~0.60	0.15~0.25	—	—

べたように焼入前がパーライトであるよりソルバイトであるほうがかたさが高くなり組織も細かく摩耗量も少ない。

f. 高周波焼入れに適する材料 高周波焼入れに適する材料の具備すべき条件としては、調質などの前処理を施さなくとも炭化物が微細に分布しており、オーステナイト化が急速にできるだけ低い温度で焼入れができ、焼割れを生じないために非金属介在物、S、Pなどが少なくかつ均等に分布し、一方機械加工性の悪くないことなどである。Ni、Mn は A_{c1} 、 A_{c2} 変態点を低下させセメントタイトの分布を均一にするので添加元素として望ましい。Mo、V、Si などは反対に変態点を上昇させるので望

ましくないが、ほかの物理的性質も考慮に入れて決定すべき問題である。表 2・38 はわが国で一般に使用されている鋼種を、表 2・39 にアメリカにおいて使用されているものを示す。わが国ではいまだその 90% は炭素鋼であるがアメリカにおいては 4340、4130、4140、52100 などの高周波焼入れが行なわれている。

高周波表面焼入れと相ならんで鋼の表面を硬化する物理的方法として火炎焼入法がある。これは高周波焼入れに比べると一見原始的な方法のように思われるが、しかしそれだけこの方法は装置は簡単で費用が低廉である点に大きな特長がある。しかしその操作法は案外よい焼入硬化を得んとすると、むずかしいところがある。そして

鋼の熱処理 改訂5版

定価 11,500 円

昭和44年10月1日発行・昭和49年6月25日第2版発行

昭和60年3月15日第2版第5刷発行

© 1969

編者 社団法人 日本鉄鋼協会

発行者 海老原 熊雄

発行所 丸善株式会社

国名との申合せ
により換印省略

郵便番号 103 東京都中央区日本橋二丁目3番10号

印刷 中央印刷株式会社・製本 株式会社 星共社

ISBN 4-621-02979-7 C3057

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record.**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☒ **BLACK BORDERS**
- ☐ **IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES**
- ☐ **FADED TEXT OR DRAWING**
- ☐ **BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING**
- ☐ **SKEWED/SLANTED IMAGES**
- ☐ **COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS**
- ☐ **GRAY SCALE DOCUMENTS**
- ☐ **LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT**
- ☒ **REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY**
- ☐ **OTHER: _____**

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.